

**Ф. В. Водолазский^{1*}, А. И. Трапезников¹, М. С. Калиенко²,
Л. Р. Рахимова¹, Я. М. Пильникова¹**

¹Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

²ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», г. Верхняя Салда

*f.v.vodolazskiy@urfu.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И СВОЙСТВ СПЛАВА Ti–20Al–12Nb ПОСЛЕ ЗАКАЛОК С РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУР

Изучено влияние закалок с различных температур с предварительной закалкой из β -области на структуру, фазовый состав и механические свойства сплава Ti–20Al–12Nb. Было установлено, что для этого сплава температурный диапазон 650–850 °C отвечает двухфазной (O+ β)-области. При температурах 650–700 °C содержание β -фазы невелико, состав сплава расположен близко к однофазной O-области. При температуре 900 °C появляются дополнительные выделения третьей фазы, которая идентифицирована как α_2 -фаза. В диапазоне 950–1050 °C сплав приобретает двухфазное ($\beta + \alpha_2$)-состояние. Обнаружено, что Тпп сплава составляет 1050 °C. Наиболее низкие значения модуля упругости получены при использовании температуры закалки 850 °C. Наименьшие значения твердости HV зафиксированы на образцах, закаленных с температуры 900 °C.

Ключевые слова: супер- α_2 сплав, интерметаллиды, Ti₃Al, микроструктура, фазовый состав, термическая обработка.

***F. V. Vodolazskij, A. I. Trapeznikov, M. S. Kalienko, L. R. Rachimova,
Ya. M. Pil'nikova***

STUDY OF THE STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND PROPERTIES OF THE ALLOY Ti–20Al–12Nb AFTER QUENCHING AT DIFFERENT TEMPERATURES

The effect of quenching from different temperatures on structure, phase composition and mechanical properties of the alloy Ti–20Al–12Nb is studied. It is found that the alloy is in two-phase O + β field in the temperature range of 650–850 °C, in addition quantity of β -phase is low at temperatures of 650–700 °C and alloy phase composition is close to the O-phase field. The alloy is in a three-phase O + $\beta + \alpha_2$ phase field at the temperature of 900 °C and in the two phase $\beta + \alpha_2$ phase field at the range 950–1050 °C. It was found that

the lowest modulus values are observed after quenching from 850 °C; the lowest HV hardness values are observed after quenching from 900 °C.

Keywords: super- α_2 alloy, intermetallics, Ti_3Al , microstructure, phase composition, heat treatment

Титановые сплавы на интерметаллидной основе (Ti_3Al) + Nb являются перспективными конструкционными материалами для авиакосмической техники, предназначенными для эксплуатации при повышенных температурах вплоть до 750 °C. Данные сплавы могут использоваться как непосредственно, так и в качестве материала матрицы для композитов [1].

Представителями данного класса сплавов являются сплавы типа супер- α_2 [2, 3]. Комплекс их свойств определяется присутствием в структуре после определенных термических обработок трех упорядоченных фаз: твердой и очень хрупкой α_2 -фазы (Ti_3Al), а также имеющих достаточную пластичность β - и O-фаз (Ti_2AlNb) [3]. Рассмотренный в данной работе супер- α_2 сплав обладает низкой пластичностью и в связи с этим необходимо тщательно контролировать структуру и фазовый состав полуфабрикатов из данного сплава [4]. В зависимости от химического состава фазовый состав сплавов системы Ti–Al–Nb может колебаться в широких пределах. Исходя из этого целью данной работы было установить изменения структуры и фазового состава сплава Ti–20Al–12Nb после закалок с температур 650–1050 °C.

Материалами исследования в данной работе служил интерметаллидный жаропрочный титановый сплав Ti–19,6Al–12,4Nb–0,9Zr–1,5V–0,6Mo–0,5Si (% ат.). Образцы были предварительно термообработаны на 1120 °C в течение часа и закалены в воду. Дальнейшая термическая обработка проводилась в интервале температур 650–1050 °C с шагом в 50 °C и выдержкой 1 ч с последующей закалкой в воду.

Исследование микроструктуры проводилось на микроскопе «OLYMPUS GX51». Рентгеноструктурный фазовый анализ был проведен на установке «Bruker D8 Advance» в медном K_α -излучении с помощью позиционночувствительного детектора LynxEye.

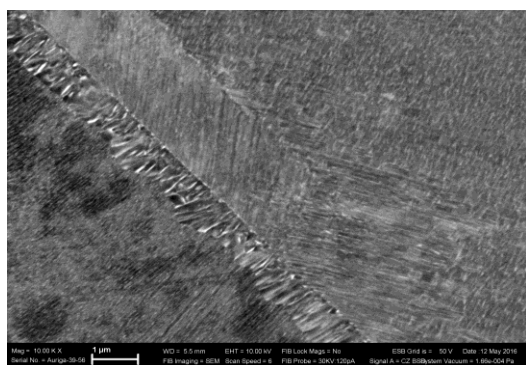
Рентгеноструктурными методами было установлено, что в температурном диапазоне 650–850 °C сплав находится в двухфазной (O + β)-области, причем при температурах 650–700 °C β -фазы очень мало и сплав находится близко к однофазной O-области. Затем при температуре 900 °C сплав ВТИ-2 переходит в трехфазную (O + β + α_2)-область и в диапазоне 950–1050 °C – в двухфазную (β + α_2)-область. При температурах 1000 и 1050 °C происходит появление β_2 -фазы (упорядоченной β -фазы). Данные по фазовому составу представлены в таблице.

В микроструктуре сплава после обработки в температурном диапазоне 650–700 °C наблюдаются очень дисперсные пластинчатые

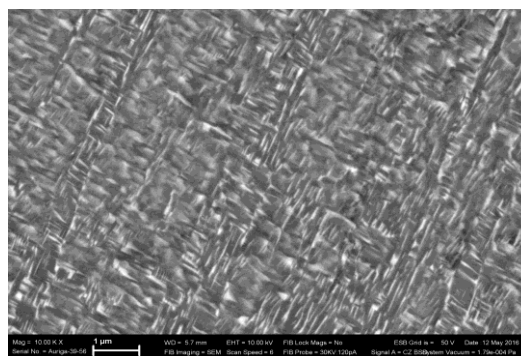
выделения О-фазы в β -зерне размером 40–80 нм, рис. 1, *а*. Нагрев на температуру 750–850 °С приводит к укрупнению продуктов распада β -фазы, морфология выделений не меняется, более отчетливо проявляется их выделение в виде «корзинчатого плетения», рис. 1, *б*. При температуре 900–1050 °С микроструктура меняется, происходит выделение частиц α_2 -фазы в виде отдельных пластин, толщина пластин повышается до значений, различимых в оптическом увеличении, рис. 1, *в*, *г*. Количество β -фазы возрастает, она переходит в матричную форму, следов распада в β -фазе не наблюдается.

Фазовый состав сплава Ti–20Al–12Nb после закалки
с температур 650–1050 °С

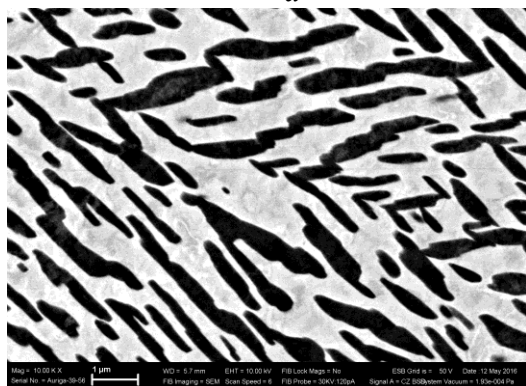
Температура, °С	Фазовый состав
650	O + (β)
700	O + (β)
750	O + β
800	O + β
850	O + β + α_2
900	α_2 + β
950	α_2 + β
1000	α_2 + β + B ₂
1050	α_2 + β + B ₂



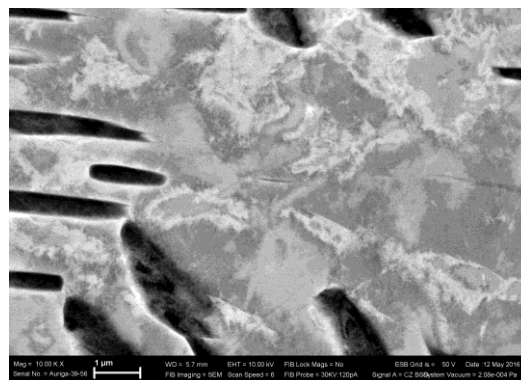
а



б



в



г

Рис. 1. Микроструктура листов сплава Ti–20Al–12Nb после закалки с различных температур: *а* – 700 °С; *б* – 800 °С; *в* – 900 °С; *г* – 1000 °С

Зависимость изменения периодов решеток О- и α_2 -фаз от температуры представлена на рис. 2. Видно снижение степени ромбичности О-фазы при увеличении температуры вплоть до 850 °С. При температуре 900 °С О-фаза переходит в α_2 -фазу. При дальнейшем увеличении температуры период α_2 -фазы не меняется.

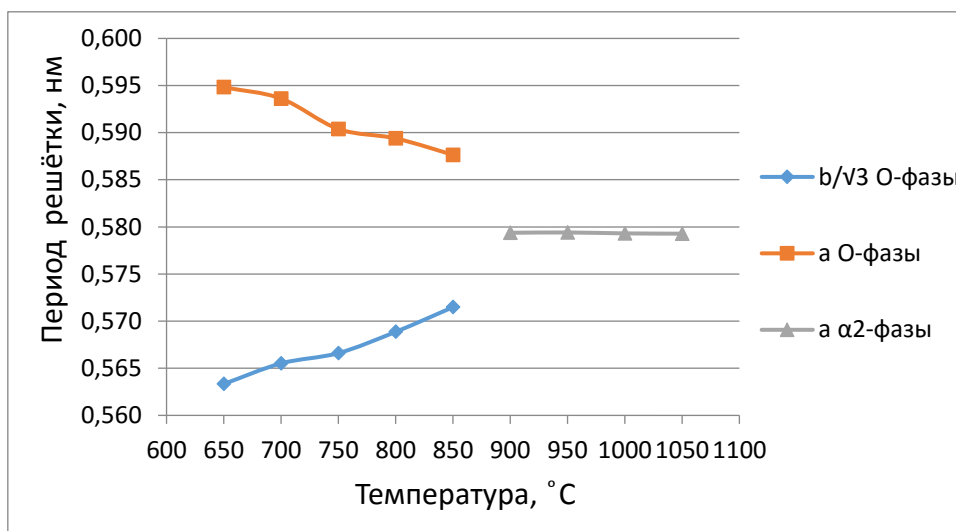


Рис. 2. Зависимость периодов решетки a, $b/\sqrt{3}$ О-фазы и a α_2 -фазы сплава Ti–20Al–12Nb от температуры закалки

График изменения твердости HV в зависимости от температуры представлен на рис. 3. Наиболее высокие значения твердости наблюдаются при температурах 650–700 °С, что обусловлено высокой дисперсностью распада. Далее наблюдается снижение твердости до температуры 900 °С вследствие укрупнения продуктов распада. Дальнейшее незначительное повышение твердости можно объяснить тем, что, несмотря на снижение объемной доли α_2 -фазы, в структуре происходит компенсация твердости за счет перехода β -фазы в упорядоченное В2 состояние.

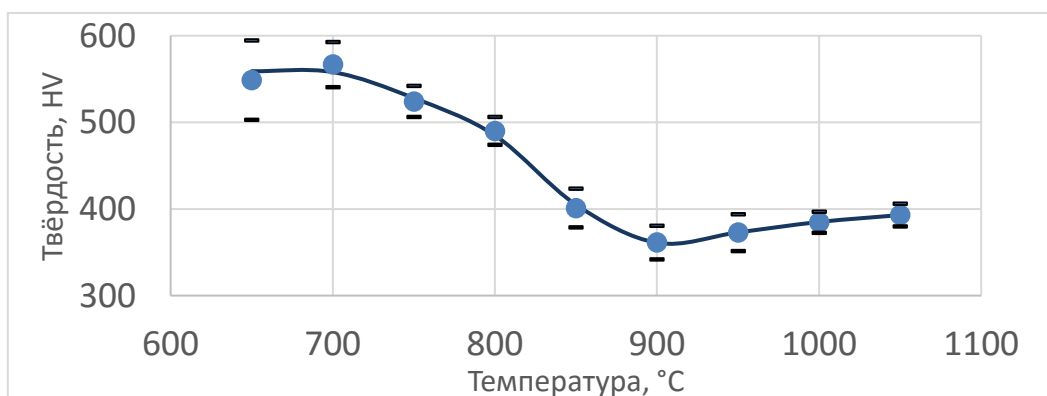


Рис. 3. График зависимости твердости HV от температуры закалки

График изменения модуля упругости в зависимости от температуры представлен на рис. 4. Наиболее высокие значения модуля упругости соответствуют однофазному О-состоянию. При увеличении температуры наблюдаются снижение модуля упругости за счет образования низко модульной β -фазы, а также смена О-фазы на α_2 -фазу с более низким модулем. Отметим, что при высоких температурах происходит упорядочение β -фазы, что должно увеличивать ее модуль. Однако при промежуточных температурах – например, при 850 °С – упорядочение β -фазы может не происходить, о чем свидетельствует наиболее низкое значение модуля упругости при температуре 850 °С.

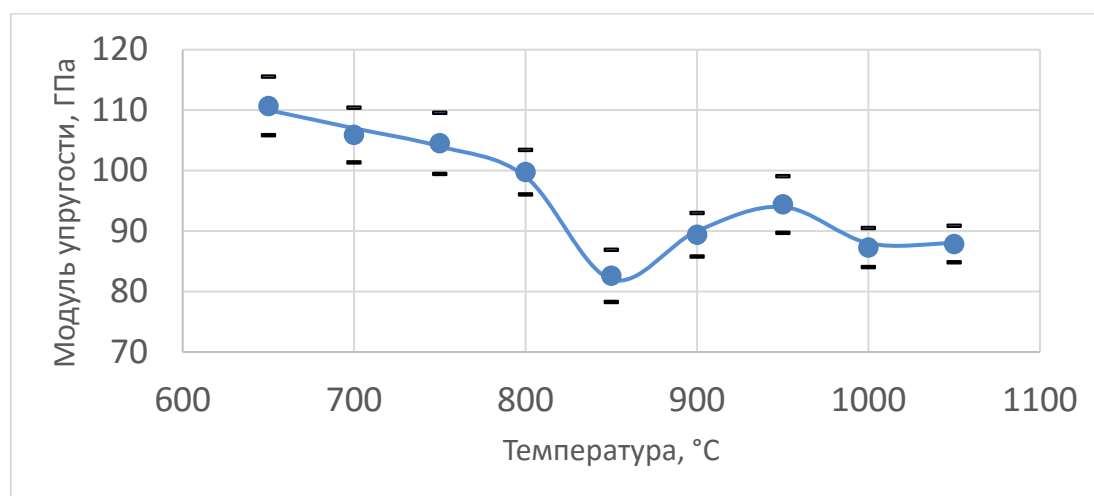


Рис. 4. График зависимости модуля упругости от температуры закалки

Изучено формирование структуры, фазового состава и свойств сплава ВТИ-2 после закалки в воду с температур 650–1050 °С с предварительной закалкой из β -области. Получено, что сплав при температуре 825 °С переходит из двухфазной, состоящей из О- и β -фаз, в трехфазную ($\alpha_2 + О + \beta$)-область и при температуре 875 °С – в двухфазную ($\alpha_2 + \beta$)-область. Было установлено, что наиболее низкие значения модуля упругости $E = 83 \pm 4$ ГПа наблюдаются при закалке с температуры 850 °С, твердости $HV = 360 \pm 20$ ед. – при закалке с температуры 900 °С.

Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.А03.21.0006, в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ, проект №11.1465.2014/К и при поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-7923.2016.8.

ЛИТЕРАТУРА

1. Попов А. А., Дроздова Н. А. Принципы легирования двухфазных жаропрочных сплавов на основе титана // Физика металлов и металловедение. 1997. Т. 84, № 4. С. 123–132.

2. Ward C. H. Microstructure evolution and its effect on tensile and fracture behaviour of Ti-Al-Nb α_2 intermetallics // International Materials Reviews. 1993. V. 38, № 2. P. 79–101.
3. Demakov S. L., Stepanov L. S., Popov A. A. Phase transformations in an $\alpha(2)$ titanium superalloy: I. Effects the quenching temperature and time at quenching temperature on the phase composition and structure of the alloy // FIZIKA METALLOV I METALLOVEDENIE. 1998. Vol. 86. Is. 5. P. 115–122.
4. Ward C. H., Williams J. C. Microstructural instability in the alloy Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo // Scr.met.et mater. 1990. № 4. P. 617–622.